

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

IN RE APPLICATION OF: Shushi IKEDA, et al.

GAU:

SERIAL NO: New Application

EXAMINER:

FILED: Herewith

FOR: HIGH-STRENGTH FORGED PARTS HAVING HIGH REDUCTION OF AREA AND METHOD FOR PRODUCING SAME

REQUEST FOR PRIORITY

COMMISSIONER FOR PATENTS
ALEXANDRIA, VIRGINIA 22313

SIR:

- ☐ Full benefit of the filing date of U.S. Application Serial Number , filed , is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §120.
- ☐ Full benefit of the filing date(s) of U.S. Provisional Application(s) is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119(e): Application No. Date Filed

☒ Applicants claim any right to priority from any earlier filed applications to which they may be entitled pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119, as noted below.

In the matter of the above-identified application for patent, notice is hereby given that the applicants claim as priority:

<u>COUNTRY</u>	<u>APPLICATION NUMBER</u>	<u>MONTH/DAY/YEAR</u>
Japan	2003-085674	March 26, 2003
Japan	2003-353967	October 14, 2003

Certified copies of the corresponding Convention Application(s)

- ☒ are submitted herewith
- ☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee
- ☐ were filed in prior application Serial No. filed
- ☐ were submitted to the International Bureau in PCT Application Number
Receipt of the certified copies by the International Bureau in a timely manner under PCT Rule 17.1(a) has been acknowledged as evidenced by the attached PCT/IB/304.
- ☐ (A) Application Serial No.(s) were filed in prior application Serial No. filed ; and
- ☐ (B) Application Serial No.(s)
☐ are submitted herewith
☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee

Respectfully Submitted,

OBLON, SPIVAK, McCLELLAND,
MAIER & NEUSTADT, P.C.



Norman F. Oblon

Registration No. 24,618

Customer Number

22850

Tel. (703) 413-3000
Fax. (703) 413-2220
(OSMMN 05/03)

C. Irvin McClelland
Registration Number 21,124

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 3 月 2 6 日
Date of Application:

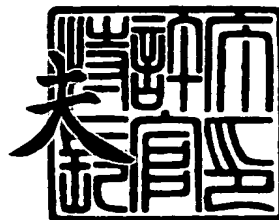
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 0 8 5 6 7 4
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 3 - 0 8 5 6 7 4]

出 願 人 株 式 会 社 神 戸 製 鋼 所
Applicant(s):

2 0 0 4 年 1 月 5 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康



出証番号 出証特 2 0 0 3 - 3 1 0 8 2 2 2

【書類名】 特許願

【整理番号】 31527

【特記事項】 特許法第 3 0 条第 1 項の規定の適用を受けようとする特許出願

【提出日】 平成15年 3月26日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 B21K 1/00

【発明の名称】 絞り特性に優れた高強度鍛造部品、及びその製造方法

【請求項の数】 7

【発明者】

【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
神戸総合技術研究所内

【氏名】 池田 周之

【発明者】

【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
神戸総合技術研究所内

【氏名】 槇井 浩一

【発明者】

【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
神戸総合技術研究所内

【氏名】 赤水 宏

【発明者】

【住所又は居所】 兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

【氏名】 向井 陽一

【発明者】

【住所又は居所】 長野県上田市常田三丁目 1 5 番 3 2 号

【氏名】 杉本 公一

【特許出願人】**【識別番号】** 000001199**【氏名又は名称】** 株式会社神戸製鋼所**【代理人】****【識別番号】** 100067828**【弁理士】****【氏名又は名称】** 小谷 悦司**【選任した代理人】****【識別番号】** 100075409**【弁理士】****【氏名又は名称】** 植木 久一**【手数料の表示】****【予納台帳番号】** 012472**【納付金額】** 21,000円**【提出物件の目録】****【物件名】** 明細書 1**【物件名】** 図面 1**【物件名】** 要約書 1**【包括委任状番号】** 0216719**【プルーフの要否】** 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 絞り特性に優れた高強度鍛造部品、及びその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量％で（以下、同じ）、

C : 0. 1 ~ 0. 6 %、

S i + A l : 0. 5 ~ 3 %、

M n : 0. 5 ~ 3 %、

P : 0. 1 5 %以下（0 %を含まない）、

S : 0. 0 2 %以下（0 %を含む）

を含有し、

母相組織は、フェライトを全組織に対して占積率で 3 0 %以上含有し、

第 2 相組織は、残留オーステナイト、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイトであり、このうち残留オーステナイトを全組織に対して下式（1）の比率で含有しており、

該第 2 相組織の平均粒径 d は $5 \mu m$ 以下であると共に、該第 2 相組織中、平均粒径が $(1. 5 \times d)$ 以上の粗大な第 2 相組織の占める占積率は 1 5 %以下であることを特徴とする絞り特性に優れた高強度鍛造部品。

$$50 \times [C] < [V \gamma_R] < 150 \times [C] \quad \cdots (1)$$

式中、 $[V \gamma_R]$ は、全組織に対する残留オーステナイト γ_R の占積率を、

$[C]$ は、鍛造部品中の C 含有量（質量％）を意味する。

【請求項 2】 更に、

C r 及び／又は M o を合計で 1 %以下（0 %を含まない）

を含有するものである請求項 1 に記載の高強度鍛造部品。

【請求項 3】 更に、

N i : 0. 5 %以下（0 %を含まない）、及び／又は

C u : 0. 5 %以下（0 %を含まない）

を含有するものである請求項 1 または 2 に記載の高強度鍛造部品。

【請求項 4】 更に、

T i : 0. 1 %以下（0 %を含まない）、

N b : 0 . 1 % 以下 (0 % を含まない) ,

V : 0 . 1 % 以下 (0 % を含まない)

の少なくとも一種を含有するものである請求項 1 ～ 3 のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【請求項 5】 更に、

C a : 0 . 0 0 3 % 以下 (0 % を含まない) 、及び／又は

R E M : 0 . 0 0 3 % 以下 (0 % を含まない)

を含有するものである請求項 1 ～ 4 のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【請求項 6】 更に、

B : 0 . 0 0 3 % 以下 (0 % を含まない)

を含有するものである請求項 1 ～ 5 のいずれかに記載の高強度鍛造部品。

【請求項 7】 請求項 1 ～ 6 のいずれかに記載の高強度鍛造部品を製造する方法であって、

請求項 1 ～ 6 のいずれかに記載の成分を満足する鋼材を (A e ₁ 点 - 3 0 ℃) ～ A e ₃ 点の温度で 1 0 秒以上保持し、該温度で鍛造した後、 3 ℃ / s 以上の平均冷却速度で 3 2 5 ～ 4 7 5 ℃ まで冷却し、該温度域で 6 0 ～ 3 6 0 0 秒保持することを特徴とする高強度鍛造部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【 0 0 0 1 】

【発明の属する技術分野】

本発明は、絞り特性に優れた高強度鍛造部品及びその製造方法に関し、詳細には、約 6 0 0 M P a 級以上の高強度域において、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品、及びその製造方法に関するものである。本発明の「高強度鍛造部品」としては、例えばニアネットシェイプ鍛造部品等が代表的に挙げられ、一次鍛造部品のみならず、一次鍛造部品を更に鍛造（冷間、温間鍛造等）して得られる二次鍛造部品、三次鍛造部品等の精密鍛造部品；更に当該鍛造部品を複雑な形状に加工して得られる最終製品等も全て包含される。

【 0 0 0 2 】

【従来の技術】

自動車、電機、機械等の産業用分野において、鍛造部品の使用が増加している。鍛造部品は一般に、加熱温度が異なる種々の鍛造（加工）を行なった後、焼入・焼戻等の調質処理（熱処理）をして製造されており、例えば自動車を例に挙げると、クランクシャフトやコンロッド、トランスミッションギア等には熱間鍛造部品（加熱温度 1 1 0 0 ～ 1 3 0 0 ℃）や温間鍛造部品（加熱温度 6 0 0 ～ 8 0 0 ℃）が；ピニオンギアや歯車、ステアリングシャフト、バルブリフター等には冷間鍛造部品（常温で加熱）が夫々、汎用されている。

【 0 0 0 3 】

上記鍛造部品には、高強度に加えて、優れた絞り特性も兼ね備えていることが要請されており、この様な要求特性は近年、益々、高まっている。そこで、この様な鍛造部品に用いられる鋼材としてTRIP鋼の適用が検討されている。

【 0 0 0 4 】

TRIP鋼は、組織中に残留オーステナイト（ γ_R ）を生成させ、この γ_R が加工変形中に変態（変態誘起塑性：TRIP）して延性が向上する性質を有効に利用したもので、優れた強度と延性を兼ね備えていることから、特に自動車の衝突メンバー類や足回り部材等に汎用されている。例えば特許文献 1 には、ポリゴナルフェライト＋ベイナイト＋残留オーステナイト組織からなる T R I P 型複合組織鋼（P F 鋼）が開示されており、この P F 鋼は、良好な張り出し性（延性）と深絞り性を有すると共に、衝撃吸収能に優れている旨記載されている。

【 0 0 0 5 】

ところが上記TRIP鋼をそのまま、上述した方法（鍛造後、焼入・焼戻する）で鍛造すると粗大な γ_R が多量に生成し、これが破壊の起点となって割れ等の弊害を招くことが本発明者らの検討結果により初めて明らかになった。この様な弊害は、T R I P 鋼以外の鋼材を用いた場合においても見られていたものであるが、絞り特性（R A）の低下、ひいては靱性の劣化が顕著であった。

【 0 0 0 6 】

更に従来の方法では、鍛造処理をしてから焼入・焼戻の調質処理するという様に熱処理を 2 回別々に実施しており、コスト増、生産性・製造効率の低下も問題となっていた。

【 0 0 0 7 】

従って、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品の提供；及びこの様な鍛造部品を、従来の如く熱処理を2回別々に施さなくとも1回で製造することが可能な鍛造方法の提供が切望されている。

【 0 0 0 8 】

【特許文献1】

特開平9－104947号公報（特許請求の範囲等）

【 0 0 0 9 】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は上記事情に着目してなされたものであり、その目的は、約600MPa級以上の高強度域において、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品を提供すると共に、この様な鍛造部品を効率よく製造することが可能な新規な製造法を提供すること；加えて、上記高強度鍛造部品を更に鍛造して得られる超高強度鍛造部品を提供することにある。

【 0 0 1 0 】

【課題を解決する為の手段】

上記課題を解決し得た本発明に係る絞り特性に優れた高強度鍛造部品は、質量％で（以下、同じ）、

C ： 0.1～0.6％、

Si＋Al：0.5～3％、

Mn：0.5～3％、

P ： 0.15％以下（0％を含まない）、

S ： 0.02％以下（0％を含む）

を含有し、且つ、

母相組織は、フェライトを全組織に対して占積率で30％以上含有し、

第2相組織は、残留オーステナイト、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイトであり、このうち残留オーステナイトを全組織に対して下式（1）の比率で

含有しており、

該第2相組織の平均粒径 d は $5\mu\text{m}$ 以下であると共に、該第2相組織中、平均粒径が $(1.5 \times d)$ 以上の粗大な第2相組織の占める占積率は15%以下であるところに要旨を有するものである。

【0011】

$$50 \times [C] < [V_{\gamma R}] < 150 \times [C] \quad \cdots (1)$$

式中、 $[V_{\gamma R}]$ は、全組織に対する残留オーステナイト γ_R の占積率を、
 $[C]$ は、鍛造部品中のC含有量（質量%）を意味する。

【0012】

上記の高強度鍛造部品において、更にCr及び／又はMoを合計で1%以下（0%を含まない）含有するもの；Ni：0.5%以下（0%を含まない），及び／又はCu：0.5%以下（0%を含まない）を含有するもの；；Ti：0.1%以下（0%を含まない），Nb：0.1%以下（0%を含まない），V：0.1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種を含有するもの；Ca：0.003%以下（0%を含まない）、及び／又はREM：0.003%以下（0%を含まない）を含有するもの；B：0.003%以下（0%を含まない）を含有するものはいずれも、本発明の好ましい態様である。

【0013】

また、上記課題を解決し得た前述した高強度鍛造部品を製造する方法は、上述したいずれかの成分を満足する鋼材を（ A_{e1} 点－30℃）～ A_{e3} 点の温度で10秒以上保持し、該温度で鍛造した後、3℃/s以上の平均冷却速度で325～475℃まで冷却し、該温度域で60～3600秒保持するところに要旨を有するものである。

【0014】

ここで、本発明で目標とする機械的特性は、約600MPa級以上の高強度域を満足すると共に、加工率を70%まで高めたとしても引張強度TS（MPa）と絞り特性RA（%）の積（ $TS \times RA$ ）が20000以上（好ましくは25000以上）の範囲を満たしており、且つ、全伸びが5%以上（好ましくは10%以上）を満足するものである。

【0015】

【発明の実施の形態】

本発明者らは、「従来の鍛造部品は、伸びが悪く、その後の加工が困難である他、強度－絞り特性のバランスに劣っていること；更に従来の方法は、鍛造処理と、焼入・焼戻の調質処理という2回の熱処理を別々に実施しており、コスト高や生産性・製造効率の低下を招いている」という問題を回避するに当たり、特に、TRIP鋼に着目して鋭意検討してきた。TRIP鋼は前述した通り、 γ_R の生成により強度－延性（特に全伸び）のバランスに優れており、この様な γ_R 由来の優れた特性をうまく応用すれば所望の鍛造部品が得られるのではないかと考えたからである。

【0016】

ところが従来法を含めて種々の基礎実験を行なったところ、TRIP鋼をそのまま鍛造すると、強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品は得られないことが、本発明者らの検討結果により明らかになった。詳細は後記する実施例に示す通りであるが、例えば従来の如く鍛造と焼入・焼戻の調質処理を別々に実施して製造する（後記する実施例の「製法A」）と粗大な γ_R が生成してしまい、加工率が50%と高くなると絞り特性も低下してしまうことが分かった。また、従来法とは異なり、鍛造した後に2相域温度でオーステンパ処理する方法も試みた（後記する実施例の「製法B」）が、従来法に比べて絞り特性は若干向上するものの、未だ不十分であることが判明した。また、上記方法にしても従来法と同様、熱処理を2回実施する為、生産性の低下等の弊害は依然として解決されていない。

【0017】

以上の基礎実験を踏まえたうえで、本発明者らはTRIP鋼における γ_R 由来の優れた特性を鍛造部品に有効に発揮させるべく、特に粗大な γ_R の生成防止という観点から更に検討を重ねてきた。その結果、概ね二相域温度にて焼鈍と鍛造の両方を行なった後、所定温度でオーステンパ処理するという独自の熱処理を採用すれば所期の目的が見事に達成されることを見出し、本発明を完成した。

【0018】

以下、本発明の高強度鍛造部品を構成する各要件について説明する。

【0019】

まず、本発明の組織について説明する。

【0020】

(1) 母相組織：フェライト（30%以上）

本発明における「フェライト」とは、ポリゴナルフェライト、即ち、転位密度の少ないフェライトを意味する。特に本発明の如く約600MPa級以上の高強度域における特性改善を目指す場合、フェライトは伸び特性の向上に寄与する組織として重要である。この様なフェライトによる作用を有効に発揮させる為には、全組織に対するフェライトの占積率を30%以上（好ましくは40%以上、より好ましくは50%以上）とする。但し、80%を超えると必要な強度を確保するのが困難となる他、フェライトと第2相（後記する）の界面より多くのボイドが発生し、絞り特性が劣化する為、その上限を80%（好ましくは70%、より好ましくは60%）とすることが推奨される。

【0021】

(2) 第2相組織：残留オーステナイト、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイト

本発明では、上述した母相組織を有すると共に、第2相組織として、残留オーステナイト（ γ_R ）、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイトを含有する。

【0022】

(2-1) γ_R

γ_R は前述した通り、特に全伸びの向上に有用である。この様な作用を有効に発揮させる為には、後記する（2-A）の要件を満足することが必要である。

【0023】

上記 γ_R 中のC濃度（ C_{γ_R} ）は0.8%以上であることが推奨される。この C_{γ_R} はTRIPの特性に大きく影響し、0.8%以上に制御すると、特に伸び等の向上に有効である。好ましくは1%以上、より好ましくは1.2%以上である。尚、上記 C_{γ_R} の含有量は多い程好ましいが、実操業上、調整可能な上限は、概ね1.6%と考えられる。

【0024】

(2-2) ベイナイト及び／又はマルテンサイト (0%を含む)

更に第2相組織には、本発明の作用を損なわない範囲で、他の異種組織として、ベイナイト及び／又はマルテンサイトを含有する (0%を含む)。これらは本発明の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、少なければ少ない程、好ましい。好ましくはベイナイト及び／又はマルテンサイトを合計で40%以下、より好ましくは合計で30%以下とする。

【0025】

更に上記第2相組織は、下記 (2-A) ~ (2-C) の要件を満足するものである。

【0026】

$$(2-A) \quad 50 \times [C] < [V\gamma_R] < 150 \times [C] \quad \cdots (1)$$

式中、 $[V\gamma_R]$ は、全組織に対する γ_R の占積率を、

$[C]$ は、上記鍛造部品中のC含有量 (質量%) を意味する。

【0027】

後記する通り、本発明におけるC含有量は0.1~0.6%と広い範囲を包含している。従って、 γ_R による優れた作用を有効に発揮させる為には、C含有量との関係で適宜、適切に定めることが必要であるという観点から、上式 (1) を定めた。

【0028】

まず、 $[V\gamma_R]$ の下限は $50 \times [C]$ とする。 $50 \times [C]$ 以下では、所望の伸び、及び絞り特性が得られない。好ましくは $60 \times [C]$ 以上、より好ましくは $70 \times [C]$ 以上である。

【0029】

一方、上記 $[V\gamma_R]$ の上限は150未満とする。 $150 \times [C]$ 以上では、 γ_R が多量に生成してしまい、当該 γ_R 中のC濃度が少なくなって不安定な γ_R となるからである。好ましくは $140 \times [C]$ 以下、より好ましくは $130 \times [C]$ 以下である。

【0030】

(2-B) 第2相組織の平均粒径 $d \leq 5 \mu m$ 以下

γ_R を含む第2相組織の平均粒径 d は $5\ \mu\text{m}$ 以下とする。粗大な第2相組織が生成すると割れの発生起点となり、加工率を高めたときに所望の強度－絞り特性が得られないからである。上記平均粒径 d は小さければ小さい程よく、好ましくは $4\ \mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $3\ \mu\text{m}$ 以下に制御することが推奨される。

【0031】

(2-C) 該第2相組織中、平均粒径が $(1.5 \times d)$ 以上の粗大な第2相組織の占める占積率 $\leq 15\%$

上式 (2-C) の意味するところは、前記 (2-B) の要件を満足する第2相組織全体に占める、粗大な第2相組織 [第2相組織のなかで、平均粒径 d の 1.5 倍以上の粗大な平均粒径を有する第2相組織；以下、単に「粗大な第2相組織」と呼ぶ場合がある] の比率 (面積比) が 15% 以下に抑制されていること；裏返せば、本発明では第2相組織中、当該「粗大な第相組織」を除いた「微細な第2相組織」の占積率が 85% 超と大きくなっており、これにより、優れた強度－絞り特性のバランスを確保することができる。前述した通り、TRIP鋼を従来の方法で鍛造しても所望の強度－絞り特性は得られないが、これは粗大な γ_R が多く生成していることに起因しており、本発明では粗大な γ_R の生成を抑制する為に、独自の熱処理 [概ね二相域温度にて焼鈍及び鍛造を施した後、所定温度でオーステンパ処理する] を行っている。

【0032】

第2相組織全体に占める、粗大な第2相組織の比率は、小さければ小さい程よく、好ましくは 10% 以下、より好ましくは 5% 以下である。

【0033】

次に、本発明の鍛造部品を構成する基本成分について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。

【0034】

C : $0.1 \sim 0.6\%$

Cは高強度を確保し、且つ、 γ_R を確保するために必須の元素である。詳細には、 γ 相中に十分なC量を含み、室温でも所望の γ 相を残留させる為に重要な元素であり、伸び特性を高めるのに有用である。特にC量を 0.25% 以上添加す

ると γ_R 量が増加し、更に γ_R へのC濃縮が高くなるので、極めて高い伸びが得られる。但し、0.6%を超えて添加すると、その効果が飽和するのみならず、 casting 中の中心偏析などによる欠陥などが見られる。

【0035】

Si+Al: 0.5~3%

Si及びAlは、 γ_R が分解して炭化物が生成するのを有効に抑える元素である。特にSiは、固溶強化元素としても有用である。この様な作用を有効に発揮させる為には、Si及びAlを合計で0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、上記元素を合計で、3%を超えて添加しても上記効果は飽和してしまい、経済的に無駄である他、多量に添加すると、熱間脆性を起こす為、その上限を3%とする。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

【0036】

Mn: 0.5~3%

Mnは、 γ を安定化し、所望の γ_R を得る為に必要な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、3%を超えて添加すると、鑄片割れが生じる等の悪影響が見られる。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

【0037】

P: 0.15%以下 (0%を含まない)

Pは、所望の γ_R を確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.03%以上 (より好ましくは0.05%以上) 添加することが推奨される。但し、0.15%を超えて添加すると二次加工性が劣化する。より好ましくは0.1%以下である。

【0038】

S: 0.02%以下 (0%を含む)

SはMnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素である。好ましくは0.02%以下、より好ましくは0.015%以下

である。尚、Sの低減化による加工性劣化の抑制作用は、Sを0.003%以下まで低減すると飽和してしまい、逆にSを低減する為のコストが高くつくことを考慮すると、下限は0.003%超、より好ましくは0.005%以上にすることが推奨される。

【0039】

本発明は上記成分を基本的に含有し、残部：実質的に鉄及び不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

【0040】

Mo：1%以下（0%を含まない）、Ni：0.5%以下（0%を含まない）、Cu：0.5%以下（0%を含まない）、Cr：1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であると共に、 γ_R の安定化や所定量の確保に有効な元素である。このような作用を有効に発揮させる為には、Mo：0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Ni：0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cu：0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cr：0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）を、夫々添加することが推奨される。但し、Mo及びCrは1%、Ni及びCuは0.5%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはMo：0.8%以下、Ni：0.4%以下、Cu：0.4%以下、Cr：0.8%以下である。

【0041】

Ti：0.1%以下（0%を含まない）、Nb：0.1%以下（0%を含まない）、V：0.1%以下（0%を含まない）の少なくとも一種

これらの元素は、析出強化及び組織微細化効果があり、高強度化に有用な元素である。このような作用を有効に発揮させる為には、Ti：0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、Nb：0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、V：0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）を、夫々添加することが推奨される。但し、いずれの元素も0.1%を超えて添加すると上記

効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはTi：0.08%以下、Nb：0.08%以下、V：0.08%以下である。

【0042】

Ca及び／又はREM：0.003%以下（0%を含まない）

Ca及びREM（希土類元素）は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられる希土類元素としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させる為には、夫々、0.0003%以上（より好ましくは0.0005%以上）添加することが推奨される。但し、30ppmを超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくは0.0025%以下である。

【0043】

B：0.003%以下（0%を含まない）

Bは焼入性を向上し、微量で強度を高める作用がある。この様な作用を有効に発揮させる為には0.0005%以上添加することが推奨される。しかしながら、過剰に添加すると粒界が脆化し、鑄造や圧延等の処理により割れが生じる為、その上限を0.003%とする。より好ましくは0.002%以下である。

【0044】

次に、本発明の鍛造部品を製造する方法について説明する。

【0045】

本発明の製造方法は、上記成分を満足する鋼材を（A_{e1}点－30℃）～A_{e3}点の温度で10秒以上保持し、該温度で鍛造した（概ね二相域温度での焼鈍・鍛造）後、3℃／s以上の平均冷却速度で325～475℃まで冷却し、該温度域で60～3600秒保持（オーステンパ処理）するものである。この様に本発明は、概ね二相域温度にて焼鈍と鍛造を同時に行なう独自の熱処理を採用したところに最大の特徴があり、これにより、コストの削減を図ると共に、強度－絞り特性のバランスを向上させることができる。

【0046】

以下、各工程について順次説明する。このうち本発明法を特徴付ける「二相域温度での焼鈍と鍛造→所定温度でのオーステンパ処理」については、これらの工

程の概略を示す図 1 を参照しつつ説明する。

【0 0 4 7】

まず、上述した成分を満足する鋼材を、(A e₁点-3 0℃) ~ A e₃点の温度(図 1 中、T 1) で1 0 秒以上(図 1 中、t 1) 保持(均熱) し、該温度で鍛造する。この様に加熱温度を概ね二相域温度とすることによりフェライトが生成し、且つ、所望の微細な第 2 相組織が得られる。勿論、この方法に限定されず、A e₃点以上の温度で均熱した後、冷却する過程で(A e₁点-3 0℃) ~ A e₃点を経由することにより所望のフェライトを生成させてもよい。

【0 0 4 8】

このうち上記加熱温度 T 1 は、加工率(圧下率と同義)、及びそれに伴う発熱量によっても変化するが、一般に加工率が大きいときは、二相域温度の下限(A e₁点) よりも低い方が微細な第 2 相組織が生成され易いことから、その下限を(A e₁点-3 0℃) と定めた。一方、加熱温度が A e₃点を超えると、所望のフェライトが得られない。本発明における加熱温度は、二相域温度の下限にできるだけ近い程好ましく、鋼中成分によって適宜適切な範囲に制御される。

【0 0 4 9】

また、加熱時間 t 1 (均熱時間) は、1 0 秒以上(好ましくは3 0 秒以上) とする。これにより、均一な組織が得られる。尚、その上限は特に限定されないが、生産性等を考慮すると6 0 0 秒以下に制御することが推奨される。

次に上記温度で鍛造する。この鍛造温度は、上述した加熱温度と全く同じである必要はなく、本発明の範囲内[(A e₁点-3 0℃) ~ A e₃点] であれば変更可能である。具体的には上記範囲の温度に加熱した金型でプレス(鍛造) すればよい。

【0 0 5 0】

ここで鍛造量(加工量) の下限は1 0 %とすることが推奨される。加工量が少ないと第 2 相組織が微細化せず、所望の特性が得られないからである。好ましくは2 0 %以上、より好ましくは3 0 %以上である。尚、その上限は特に限定されないが、加工量が大きくなると加工性が低下する他、プレス機の容量を大きくす

る必要があり、製造規模が大きくなり過ぎること、更に部品に加工したときに割れが生じ易い等の不具合が発生する。かかる点を考慮すれば概ね、その上限を 1 5 0 %、より好ましくは 1 2 0 % とすることが推奨される。

【 0 0 5 1 】

次に、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度（図 1 中、 CR ）で $325 \sim 475^{\circ}\text{C}$ （図 1 中、 $\text{T}2$ ）まで冷却し、当該温度域で $60 \sim 3600$ 秒（図 1 中、 $\text{t}2$ ）保持（オーステンパ処理）する。このオーステナイト処理は、所定量の γ_{R} を生成させる為に重要である。

【 0 0 5 2 】

ここで、上記平均冷却速度 CR は $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。加熱後の平均冷却速度を上記の如く制御することにより、パーライトの生成を抑制することができる。好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、より好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実作業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。

【 0 0 5 3 】

上記平均冷却速度で $325 \sim 475^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、該温度域で $60 \sim 3600$ 秒保持（オーステンパ処理）する。これにより、所定量の γ_{R} が生成すると共に、 γ_{R} への C 濃縮を、多量に且つ極めて短時間に得ることができる。

【 0 0 5 4 】

まず、オーステンパ温度（ $\text{T}2$ ）を $325 \sim 475^{\circ}\text{C}$ とする。オーステンパ温度が 325°C を下回ると炭素の拡散速度が遅い為、所定量の γ_{R} が得られない。好ましくは 350°C 以上である。また、その上限は 475°C とする。上記温度を超えると炭化物が析出する他、オーステナイト（ γ ）中に炭素が充分濃化せず、所定量の γ_{R} が得られない。好ましくは 450°C 以下である。

【 0 0 5 5 】

また、オーステンパ時間（ $\text{t}2$ ）は $60 \sim 3600$ 秒とする。60 秒よりも短いと炭素の濃化が不十分で所定量の γ_{R} が生成しない。好ましくは 100 秒以上である。但し、3600 秒を超えると、生成した γ_{R} が分解してしまう。好ましくは 3000 秒以下である。

【 0 0 5 6 】

上記の如くオーステンパ処理した後、冷却する。冷却に当たっては、 γ_R の分解を避ける為、オーステンパ温度以上に加熱しない様に留意しつつ、速やかに冷却することが推奨される。

【 0 0 5 7 】

以下実施例に基づいて本発明を詳述する。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に包含される。

【 0 0 5 8 】

【実施例】

以下の実施例では、成分組成及び鍛造条件を種々変化させたときの機械的特性に及ぼす影響について検討した。

【 0 0 5 9 】

まず、表 1 に記載の成分組成からなる No. 1 ～ 1 2 の供試鋼（表中の単位は質量％であり、残部：鉄及び不可避不純物である）を用いて直径 1 3 mm の熱延丸棒鋼を作製した後、1 0 mm × 1 0 mm × 8 0 mm の鍛造用試験片に機械加工し、下記 A ～ C の熱処理を施して各鍛造材を得た。参考までに表 1 に、供試鋼における A_{e1} 及び A_{e3} 点を併記する。

【 0 0 6 0 】

[A（従来法）]

9 0 0 °C（ A_{e3} 点以上）に加熱した金型で鍛造（加工率 $R = 5 0 \%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→ 1 0 °C / s の平均冷却速度で冷却→焼戻（5 0 0 °C で 1 0 分間）

[B（比較法）]

9 0 0 °C（ A_{e3} 点以上）に加熱した金型で鍛造（加工率 $R = 5 0 \%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→ 1 0 °C / s の冷却速度で冷却→ 7 6 0 °C で 1 分間加熱→ 1 0 °C / s の平均冷却速度で冷却→オーステンパ処理（4 0 0 °C で 3 0 0 秒間保持）

[C（本発明法）]

各供試鋼の種類に応じて（ $A_e + 1 0$ °C）の温度で 2 0 分間加熱→ A_{e1} 点の

温度に加熱した金型で鍛造（加工率 $R = 10 \sim 70\%$ の圧縮鍛造歪みを付与）→ $10^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で冷却→オーステンパ処理（ 400°C で 300 秒間保持）

この様にして得られた各鍛造材につき、引張強度（TS）、絞り特性（RA）、各組織の占積率（面積率）、並びに第2相組織の平均粒径及び該第2相組織に占める粗大な第2相組織の占積率（表2中、 V^* で表す）を下記要領で夫々測定した。

【0061】

[引張強度の測定]

上記鍛造材の $1/4$ 厚さより JIS 4B 号試験片（ゲージ長さ 20mm 、平行部長さ 22mm 、幅 6mm 、厚さ 1.2mm ）を切り出し、 20°C 、クロスヘッド速度 $1\text{mm}/\text{min}$ にて引張試験を行なった。

【0062】

[絞り特性の測定]

破断した試験片（引張強度測定用に加工した試験片）の破面をつき合わせて破断部中央の板厚と幅を測定し、試験片破断後における断面積 S を測定する。当該断面積 S と試験前の原断面積 S_0 との差（ $S_0 - S$ ）を、 S_0 で割った百分率〔 $(S_0 - S) / S_0 \times 100 (\%)$ 〕を算出し、絞り特性を評価した。

【0063】

[組織の観察]

各鍛造材中の組織の占積率（面積率）は、鍛造材をナイトールで腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM：倍率 1000 倍若しくは 2000 倍）観察により組織を同定した後、測定した。尚、 γ_R は、鍛造材の $1/4$ の厚さまで研削した後、化学研磨してから X 線回折法により測定した（ISI J Int. Vol. 33. (1933), No. 7, P. 776）。

【0064】

[第2相組織の平均粒径等]

まず、鍛造部品をレペラー腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM：倍率 1000 倍）で観察した組織写真を2枚準備する。夫々の写真から、 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ の

領域を任意に選択し、切り出す。切り出した 2 枚の写真について、総面積 ($50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m} \times 2$) に占める第 2 相組織 (γ_R 、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイト) の合計面積①を求めると共に、第 2 相組織の平均粒径 d を画像処理によって求める。

【 0 0 6 5 】

次に、第 2 相組織中の粗大な第 2 相組織 (平均粒径が、第 2 相組織の平均粒径 d の 1.5 倍以上であるもの) の総面積②を同様に算出する。上記①及び②より、第 2 相組織に占める粗大な第 2 相組織の占積率を求める。

【 0 0 6 6 】

これらの結果を表 2 に示す。

【 0 0 6 7 】

【表 1】

鋼種No.	C	Si	Al	Si+Al	Mn	P	S	Cr	Mo	その他	Ae ₁	Ae ₃
1	0.003	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.005	-	-		751	921
2	0.11	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-		751	865
3	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.005	-	-		751	841
4	0.41	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.004	-	-		751	802
5	0.60	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-		751	775
6	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.004	0.3	0.1		756	841
7	0.21	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.004	-	-	Ni;0.30,Cu;0.30	751	828
8	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.005	-	-	Ti;0.03	751	841
9	0.19	1.5	0.03	1.53	1.5	0.01	0.006	-	-	REM;0.02	751	844
10	0.20	1.5	0.03	1.53	1.5	0.02	0.006	-	-	B;0.008	751	841
11	0.20	0.3	0.03	0.33	1.5	0.02	0.006	-	-		716	788
12	0.41	0.2	0.80	1.00	1.5	0.01	0.006	-	-		713	744

【 0 0 6 8 】

【表 2】

No.	鋼種No.	製造条件		母相組織	第2相組織					機械的特性				
		製法	加工率		F	γ_R	$[\gamma_R] / [C]$	その他	d	V*	TS	EL	RA	TS*RA
1	1	C	50	100	0	0	0	-	-	472	33	70	33040	
2	2	A	50	78	0	0	22	-	-	610	21	24	14640	
3	2	B	50	72	10	91	18	4.3	31	622	31	35	21770	
4	2	C	50	74	12	109	14	2.2	0	639	33	57	36423	
5	3	A	50	72	0	0	28	15.0	0	830	18	15	12450	
6	3	B	50	65	13	65	22	4.8	27	812	28	27	21924	
7	3	C	50	68	15	75	17	1.6	0	860	26	49	42140	
8	3	C	10	58	12	60	30	2.2	3	824	27	45	37080	
9	3	C	20	62	13	65	25	2.3	0	832	26	44	36608	
10	3	C	30	70	15	75	15	2.0	4	840	26	45	37800	
11	3	C	40	59	15	75	26	1.9	0	855	28	45	38475	
12	3	C	60	61	15	75	24	1.6	0	861	28	46	39606	
13	3	C	70	68	15	75	17	1.7	2	870	29	49	42630	
14	4	A	50	56	0	0	44	18.3	0	1298	10	16	20768	
15	4	B	50	51	25	63	24	6.1	29	1322	23	21	27762	
16	4	C	50	55	27	68	18	1.9	0	1348	25	42	56616	
17	5	A	50	35	4	7	61	14.5	0	1499	6	5	7495	
18	5	B	50	41	33	55	26	4.5	33	1561	19	14	21854	
19	5	C	50	39	35	58	26	1.7	5	1533	21	37	56721	
20	6	C	50	62	14	70	24	2.2	0	991	24	41	40631	
21	7	C	50	58	13	62	29	2.0	0	966	25	46	44436	
22	8	C	50	58	14	70	28	2.3	0	940	27	51	47940	
23	9	C	50	66	14	74	20	2.1	0	855	25	49	41895	
24	10	C	50	59	13	65	28	1.8	4	888	24	47	41736	
25	11	C	50	55	2	10	43	2.0	0	673	22	32	21536	
26	12	C	50	52	25	61	23	2.1	0	911	24	44	40084	

注: F=フェライト、 γ_R =残留オーステナイト、その他=ベイナイト及び/又はマルテンサイト

d=第2相組織の平均粒径

V*=第2相組織に占める粗大な第2相組織の占積率

【0069】

これらの結果より、以下の様に考察することができる（以下のNo. はすべて、表2中のNo. を意味する）。

【0070】

まず、No. 7～13、16、19～26はいずれも、本発明の範囲を満足する鋼種（表1のNo. 2～10及び12）を用い、本発明で規定する製法Cによって所定の組織を備えた鍛造部品を製造した例であるが、鍛造と熱処理を別々に2回実施しなくとも、同時に実施するだけで伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品が得られた。

【0071】

このうちNo. 7～13は、本発明で規定する成分組成を満足する鋼種No. 3を用い、加工率を10～70%の範囲で種々変化させながら本発明法Cで製造した例であるが、加工率が70%と高くなっても、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れている。

【0072】

これに対し、本発明で特定する要件のいずれかを満足しない下記例は夫々、以下の不具合を有している。

【0073】

まず、No. 1はC量が少ない鋼種No. 1を使用した例であり、所望の γ_R が得られず、強度が低下した。

【0074】

No. 25はSi量が少ない鋼種No. 11を使用した例であり、所望の γ_R が得られない為に伸び特性、及び強度－絞り特性のバランスが低下した。

【0075】

No. 2、5、14及び17は、本発明で規定する成分組成の鋼種を用い、従来法Aで鍛造した例であるが、所望の γ_R が得られない為に強度－絞り特性のバランスが低下した。

【0076】

No. 3、6、15、及び18は、本発明の成分組成を満足する各鋼種を用い、

比較法 B で製造した例であるが、粗大な第 2 相組織が生成する為に強度－絞り特性のバランスが低下した。

【 0 0 7 7 】

参考までに図 2 の (a) ～ (c) に、本発明例 (No. 7) 、従来例 (No. 5) 、及び比較例 (No. 6) の S E M 写真 (No. 5 の倍率は 1 0 0 0 倍、No. 6 及び 7 の倍率は 2 0 0 0 倍) を夫々、示す。上記写真より、本発明の要件を全て満足する No. 7 では、微細な第 2 相組織が得られているのに対し、本発明の要件を満足しない No. 5 及び 6 では、粗大な第 2 相組織が生成することが分かる。

【 0 0 7 8 】

【発明の効果】

本発明は上記の様に構成されているので、約 6 0 0 M P a 級以上の高強度域において、加工率を高めたとしても伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造部品を、従来の如く熱処理を 2 回別々に施さなくとも 1 回のみで効率よく製造することができた。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

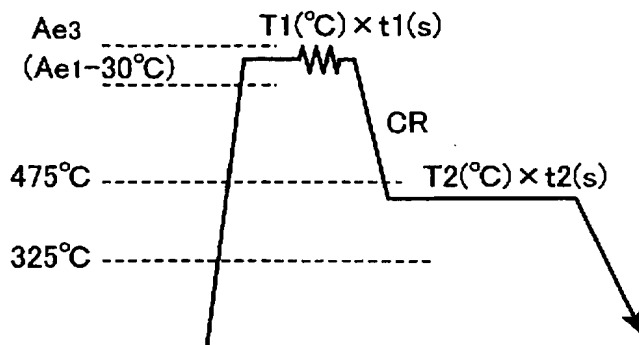
本発明の熱処理工程を説明した概略図である。

【図 2】

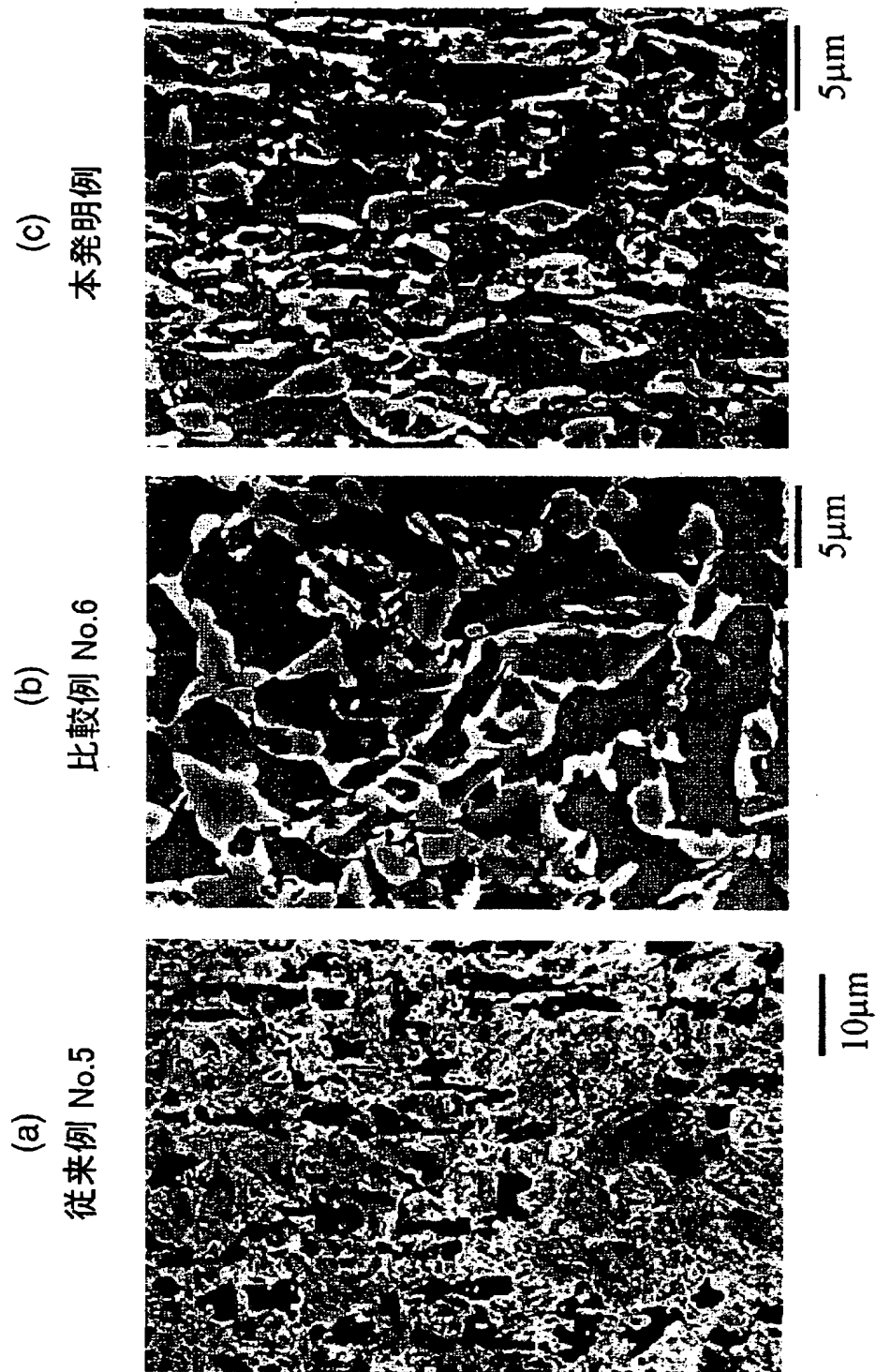
実施例における No. 7 (本発明例； 2 0 0 0 倍) 、No. 5 (従来例； 1 0 0 0 倍) 、及び No. 6 (比較例； 2 0 0 0 倍) の S E M 写真である。

【書類名】 図面

【図 1】



【図 2】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 約 6 0 0 M P a 級以上の高強度域において、伸び、及び強度－絞り特性のバランスに優れた新規な高強度鍛造部品を提供する。

【解決手段】 質量％で、

C : 0 . 1 ～ 0 . 7 %、

S i + A l : 0 . 5 ～ 3 %、

M n : 0 . 5 ～ 3 %、

P : 0 . 1 5 % 以下（ 0 % を含まない）、

S : 0 . 0 2 % 以下（ 0 % を含む）

を含有し、且つ、

母相組織は、フェライトを全組織に対して占積率で 3 0 % 以上含有し、

第 2 相組織は、残留オーステナイト、並びにベイナイト及び／又はマルテンサイトであり、このうち残留オーステナイトを全組織に対して下式（ 1 ）の比率で含有しており、

該第 2 相組織の平均粒径 d は $5 \mu m$ 以下であると共に、該第 2 相組織中、平均粒径が $(1.5 \times d)$ 以上の粗大な第 2 相組織の占める占積率は 1 5 % 以下である高強度鍛造部品である。

$$50 \times [C] < [V_{\gamma R}] < 150 \times [C] \quad \cdots \quad (1)$$

式中、 $[V_{\gamma R}]$ は、全組織に対する残留オーステナイト γ_R の占積率を、

$[C]$ は、鍛造部品中の C 含有量（質量％）を意味する。



特願 2003-085674

出願人履歴情報

識別番号

[000001199]

1. 変更年月日

2002年 3月 6日

[変更理由]

住所変更

住 所

兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号

氏 名

株式会社神戸製鋼所